

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-292429

(43)Date of publication of application : 07.11.1995

(51)Int.CI.

C22C 14/00

(21)Application number : 05-209971

(71)Applicant : TITANIUM METALS CORP

(22)Date of filing : 03.08.1993

(72)Inventor : BANIA PAUL J
PARRIS WARREN M

(30)Priority

Priority number : 92 986086 Priority date : 04.12.1992 Priority country : US

(54) METASTABLE BETA TITANIUM-BASE ALLOY

(57)Abstract:

PURPOSE: To provide a metastable titanium-base alloy having a good combination of strength and ductility at a low cost.

CONSTITUTION: The metastable beta titanium alloy having ≥16 MoEq., more preferably ≥16.5, 16.5 to 20.5 MoEq. and further preferably about 16.5 MoEq. exhibits a cross-sectional area decrease % of preferably at least 40%. The preferable compsn. limitation of this alloy is, by weight %, 4 to 5% Fe, 4 to 7% Mo, 1 to 2% Al, up to 0.25% O and the balance Ti. MoEq. denotes a molybdenum equiv.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 07.10.1993

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 13.01.1998

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 2859102

[Date of registration] 04.12.1998

[Number of appeal against examiner's decision of rejection] 10-05588

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-292429

(43)公開日 平成7年(1995)11月7日

(51) Int.Cl.⁶
C 22 C 14/00

識別記号 庁内整理番号
Z

F I

技術表示箇所

審査請求 有 請求項の数18 FD (全8頁)

(21)出願番号 特願平5-209971
(22)出願日 平成5年(1993)8月3日
(31)優先権主張番号 NO. 07/986, 086
(32)優先日 1992年12月4日
(33)優先権主張国 米国(US)

(71)出願人 592055185
ティタニウム メタルス コーポレイション
TITANIUM METALS CORPORATION
アメリカ合衆国 コロラド 80202 デンバー ブロードウェイ 1999 スカイエット
4300
(72)発明者 ポウル ジェイ. バニア
アメリカ合衆国、ネバダ ボルダーシティ カイコート 1533
(74)代理人 弁理士 桑原 英明

最終頁に続く

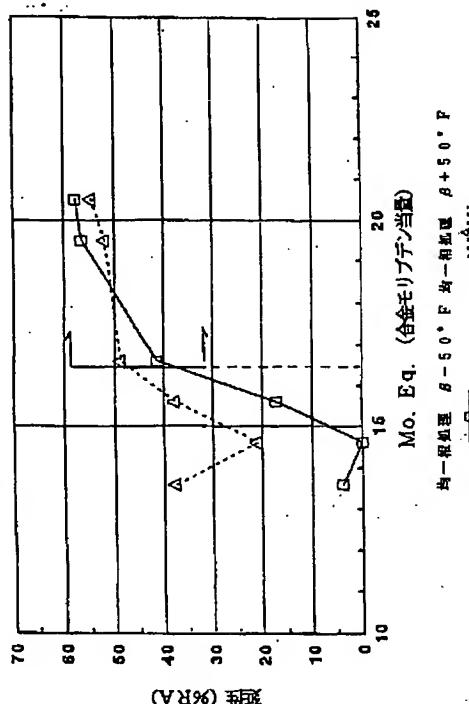
(54)【発明の名称】 準安定βチタン系合金

(57)【要約】 (修正有)

【目的】 低コストで強度と延性の良好な組合せをもつ準安定なチタン系合金を提供する。

【構成】 16以上のMoEq. 好ましくは、16.5以上、16.5~20.5のMoEq. をもち、更に好ましくは約16.5のMoEq. をもつ準安定βチタン系合金で、合金は、望ましくは最少40%の断面積減少%を示す。その合金の好ましい組成限定は、重量%で、Fe 4~5%、Mo 4~7%、Al 1~2%、O:0.25%まで及び残りTiである。ここで、MoEq. はモリブデン当量を示している。

実験合金の均一相処理したときの引張りデータ



1

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 Ti-Fe-Mo-Alよりなり、16より大きいMoEq. をもつ準安定 β -チタン系合金。

【請求項 2】 16.5より大きいMoEq. をもつ請求項1の合金。

【請求項 3】 16.5から21のMoEq. をもつ請求項1の合金。

【請求項 4】 16.5から20.5のMoEq. をもつ請求項1の合金。

【請求項 5】 約16.5のMoEq. をもつ請求項1の合金。

【請求項 6】 均一相処理状態において、40%の最少RA%を示す請求項1の合金。

【請求項 7】 重量%で、Fe 4~5%、Mo 4~7%、Al 1~2%、O₂ 0.25%まで及び残りTi及び付随的不純物よりなる準安定 β チタン系合金。

【請求項 8】 16以上のMoEq. をもつ請求項7の合金。

【請求項 9】 16.5以上のMoEq. をもつ請求項7の合金。

【請求項 10】 16.5から21のMoEq. をもつ請求項7の合金。

【請求項 11】 16.5から20.5のMoEq. をもつ請求項7の合金。

【請求項 12】 約16.5のMoEq. をもつ請求項7の合金。

【請求項 13】 重量%で、Fe 4~5%、Mo 4~7%、Al 1~2%、O₂ 0.25%まで及び残りTiよりなり、均一相処理状態で40%の最少RA%を示す準安定 β チタン系合金。

【請求項 14】 16以上のMoEq. をもつ請求項13の合金。

【請求項 15】 16.5以上のMoEq. をもつ請求項13の合金。

【請求項 16】 16.5から21のMoEq. をもつ請求項13の合金。

【請求項 17】 16.5から20.5のMoEq. をもつ請求項13の合金。

【請求項 18】 約16.5のMoEq. をもつ請求項13の合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明はチタン-鉄-モリブデン-アルミニウムの準安定 β -チタン系合金に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車工業において、自動車両の製造に普通の成分より軽い重量の成分を使用することは有利である。増加された燃料効率をもつ自動車両を作る全般地から、これは望ましいことである。最終的に、高強度チ

2

タン系合金から、自動車両スプリング、特に自動車コイルスプリングを作る事は有利であると認められている。更に、これに関し、約180ksiの引張り強度に熱処理できる高強度準安定 β -チタン系合金が、この目的によく適し、鋼から作られた当価で、普通の自動車コイルスプリングに較べ、約5.2%の重量節約及び約2.2%の容量減少を達成するであろう。

【0003】これらチタン合金の性質は、自動車への使用によく適合しているけれども、鋼に比し、コストは手がでない程高い。従って低コスト合金の含量で、自動車コイルスプリングのような自動車成分の製造における使用に、強度と延性の望まれた組合せをもつチタン合金が要求されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】従って、本発明の第1の目的は、低コストで、強度と延性の良好な組合せをもつ準安定 β -チタン系合金を提供することである。発明の更に別の目的は、比較的低コスト合金元素から作られるこれらの特性をもつチタン合金を提供することである。発明により、準安定 β -チタン系合金は、16より大きいMoEq. (以下に定義されたモリブデン当量) をもつ合金で、Ti-Fe-Mo-Alを包含している。特に、MoEq. は16.5より大で、好ましくは16.5~21、又は20.5であり、更に好ましくは約16.5である。合金は、望ましくは室温引張りテストで最少40%の断面積減少(%RA) を示す。重量%で、合金の好ましい組成限界は、Fe 4~5%、Mo 4~7%、Al 1~2%、O₂ 0.25%まで及び残りTiである。

【0005】

【課題を解決するための手段及び作用】チタンの普通の準安定 β 合金の比較的高いコストは、バナジウム、モリブデン及びニオブのような β -安定化元素の高コストに依存している。これら元素の合金への添加は、代表的に β 安定化元素のマスター合金の使用によりアルミニウムでなされる。それ故、低コストマスター合金を使用するよう、このタイプの低コスト合金を作ることは有利である。鉄は既知の β 安定化剤であり、比較的低コストであるけれども、普通に使用されるとき、熔融の間に望ましくない偏析を生じ、熱処理応答を、それ故合金の延性を、かえって劣化する。

【0006】表1に示された選択された既知の β 安定剤は、これら示された元素の夫々への β 安定化ポテンシャルに関して、確認されている。これはモリブデン当量(MoEq.)として定義されている。MoEq. の使用により、表1に示されたように、モリブデンに関して β 安定化元素の夫々の β 安定化ポテンシャルの比較のための基本線を与えるため、モリブデンが使用されている。普通の基本として β 安定化をMoEq. で試験することにより、チタンの種々の準安定 β 合金を比較することが可能である。

【0007】

50

【表1】

普通のβ安定化元素	各元素の β_c ¹	モリブデン当量 (Mo, Bq.) ²
Mo	10.0	1.0
V	15.0	.67
Fe	3.5	2.9
Cr	6.3	1.6
Cb(Nb)	36.0	.28

¹ $\beta_c = \beta$ 変質以上からの急冷で 100% β を保持するのに
要求された合金元素の臨界量

$$^2 \text{元素 A の Mo, Bq.} = \frac{\text{Mo の } \beta_c}{\text{元素 A の } \beta_c} = \frac{10}{\text{元素 A の } \beta_c}$$

【0008】表2は、以下の式1において表1に示されたβ安定化元素を示しているA、B—とチタンの普通の準安定β合金の比較を提供している。この式に関し、 α —安定剤アルミニウムがモリブデンに関して-1.0の値に振り分けられ、錫及びジルコニウムは α 及びβ安定化*

*の見地から中性と考えられ、それ故、式に含まれていなければ、20 いことは注意さるべきである。

【0009】

【表2】

普通の準安定β合金	合金 Mo, Bq. [*]
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al-.1Fe (15/3)	15.14
Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo-.1Fe(Beta C)	16.25
Ti-15Mo-2.8Nb-3Al-.2Fe (21S)	13.36
Ti-13V-11Cr-3Al-.1Fe (B120 VCA)	23.6
Ti-11.5Mo-6Zr-4Sn (Beta III)	11.5
Ti-10V-2Fe-3Al (10/2/3)	9.5

$$\cdot \text{合金 Mo, Eq.} = 1(\text{重量 \% Mo}) + .67(\text{重量 \% V}) + 2.9(\text{重量 \% Fe}) + 1.6(\text{重量 \% Cr}) + .28(\text{重量 \% Nb}) - 1.0(\text{重量 \% Al})$$

【0010】(式1)

$$\text{合金 Mo, Eq.} = (\text{重量 \% A})(\text{Mo, Eq. A}) + (\text{重量 \% B})(\text{Mo, Eq. B}) + \dots - 1(\text{重量 \% Al})$$

【0011】従って、本出願の明細書における発明の定義及び請求項の目的のため、Mo, Eq. がこの式により決定される。

【0012】表2に示された初めの5つの合金は、 β 変質温度以上からの急冷で、100% β 構造を保持することが知られている。一方 10/2/3 として示された第6の合金は、時には急冷で部分的にマルテンサイトにかかる。従って、上記式1により、一般に9.5以上の合金 Mo, Eq. 値は、 β 変質温度以上からの急冷で完全に β 構造を保持すると期待されるであろう。実質的に完全に β 構造に急冷されたとき、これらの合金は、その状態において高度に延性であると知られている。かくして、たやすく普通の冷間引抜き法により棒又は棒材に作られ、その※50

※後普通の冷間巻線によりスプリングに作られるであろう。

【0013】比較的低コストの β 安定剤元素の使用を通じて、前記の自動車スプリング使用にコスト的に効果的な合金を提供するため、モリブデン及び鉄のマスター40 一合金、代表的に 60%Mo 40%Fe、が表3に示された合金の製造に使用された。

【0014】

【表3】

合 金	組成	MoEq.*
A	Ti-4Fe-4Mo-1Al-.150 ₂	14.6
B	Ti-4Fe-4Mo-2Al-.150 ₂	13.6
C	Ti-4Fe-6Mo-1Al-.150 ₂	16.6
D	Ti-4Fe-6Mo-2Al-.150 ₂	15.6
E	Ti-5Fe-7Mo-1Al-.150 ₂	20.5
F	Ti-5Fe-7Mo-2Al-.150 ₂	19.5

* 計算法は表 2 参照のこと

【0015】このマスター合金は、低コストMo添加を許す利点を与え、代表的に、この目的に使用されたMo-Alマスター合金に伴われた大量のAl添加を避けている。これまで、モリブデン及び鉄のマスター合金は、第1に鋼製造において、使用を発見した。アルミニウム及びモリブデンマスター合金に対して含まれたモリブデンのポンドあたり13.50~14.50ドルであるのに比し、このマスター合金は、代表的に含まれたモリブデンのポンドあたり3.55~4.15ドルのコストである。このタイプのチタン系合金に意味のある鉄添加の使用から生じる前記に論じられた偏析の問題は、モリブデン鉄マスター合金の使用により減ぜられる。モリブデンが、鉄に反対の*

* 方向に偏析し、鉄偏析に対し意味のある程度に補償するからである。

【0016】表3に示された合金は、標準ダブルバキュームアークレメルティング(doublevacuum arc remelting) (VAR) 加工法により、30一ポンドヒート(poundheats)として製造された。各々の合金の6インチ直径インゴットが、断面積1.25インチ平方に熱間鍛造され、最終的に、公称0.50インチ直径に熱間圧延された。それから、熱処理の関数として引張りテストのため、まるい棒が断片に切断された。

【0017】表4は、表3の各々の合金の引張り性を示している。これらの合金は表4に記された2つの方法により均一相処理された。特に、ST(1)として示された方法で、材料は、各々特定合金のβ変質温度を50°Fこえる温度で均一相処理された。ST(2)として示された方法で、材料は、各々の合金の夫々のβ変質温度より50°F下で均一相処理された。これら両法で、均一相処理は、望まれた温度で10分加熱され、その後0.5インチ直径引張り標本の水急冷を含んだ。急冷後、標本は機械加工され、室温でテストされた。表4に示された各値は、2テストの平均を示している。

【0018】

【表4】

発明合金の引張り性¹

合金 ²	条件 ³	YS(ksi)	UTS(ksi)	% El	% RA	Mo Eq. ⁴
A	ST(1)	降伏前破壊		0	0	14.6
	ST(2)	180	188	6.3	21.0	14.6
B	ST(1)	146	158	0.8	3.9	13.6
	ST(2)	168	152	14.8	37.8	13.6
C	ST(1)	159	167	12.8	41.4	16.6
	ST(2)	158	166	15.0	48.7	16.6
D	ST(1)	142	151	6.5	17.2	15.6
	ST(2)	146	155	13.5	37.8	15.6
E	ST(1)	143	149	20.8	57.7	20.5
	ST(2)	145	151	21.3	54.5	20.5
F	ST(1)	135	140	24.0	56.6	19.5
	ST(2)	142	147	21.0	52.0	19.5

¹ 全ケースにおいて重複テストの平均

² 表3参照のこと

³ ST(1) = 均一相をβ変質を越す50°Fで処理し、水で急冷

ST(2) = 均一相をβ変質以下50°Fで処理し、水で急冷

YS 降伏強さ

UTS 最終引張り強度

RA 断面積減少

El 伸度

【0019】表4におけるデータは、図1の延性プロットを作成するのに使用された。図1で、延性はRA%として

示されている。表4からのデータ及び図1は、MoEq. が14~15の範囲にあるとき、いずれの均一相処理方法

により処理された合金も厳しい延性低下を示している。然しながら、この低下は、 β 変質以下の均一相処理に対するより、 β 変質以上の均一相処理に更に厳しいことが注意されるべきである。自動車スプリングの製造に代表的に使用された冷間引抜き及びスプリング巻線操作のため、R.A.最少40%の延性が望まれ、それは、発明の前記限定内のMoEq. を要求している。

【0020】均一相処理温度から空気冷却が行われた表*

* 3の合金で、可能な強度／延性の組合せを論証するため、以下の時効サイクルが、 $\beta - 50^{\circ}\text{F}$ 均一相処理後の各合金の $1/2$ インチ棒に適用された： $900^{\circ}\text{F} / 2$ 時間； $1000^{\circ}\text{F} / 8$ 時間； $1100^{\circ}\text{F} / 8$ 時間及び $1200^{\circ}\text{F} / 8$ 時間。結果は表5、表6に示されている。

【0021】

【表5】

表3の合金の時効化引張り性(1)

Al	Fe	Mo	時効サイクル	UTS, ksi	YS, ksi	%RA	%Elong
1	4	4	A	204.6 203.5	190.8 184.9	19.9 17.1	7.5 7.5
			B	187.9 187.8	170.0 168.9	29.0 27.0	10.0 8.5
			C	178.7 176.5	164.8 164.4	38.6 33.2	10.5 8.5
			D	154.4 157.1	144.0 148.6	48.4 48.8	16.0 17.5
2	4	4	A	214.7 216.3	192.8 194.9	22.6 22.2	7.5 7.5
			B	196.0 195.6	180.9 181.3	36.7 37.7	10.5 11.0
			C	175.1 175.4	165.5 164.3	45.7 46.3	14.0 13.0
			D	156.8 155.2	148.5 146.7	50.1 49.1	17.0 17.0
1	4	6	A	227.7 228.3	220.7 220.5	14.7 15.5	5.5 5.5
			B	199.6 199.3	193.1 191.8	34.8 35.7	10.0 12.0
			C	175.4 179.9	168.4 173.0	49.3 35.7	13.0 13.0
			D	151.6 157.2	146.4 150.3	57.4 47.7	18.5 18.5

時効サイクル

A - β 変質 - 50°F (10分) A C + 900°F (24時間) A C
 B - β 変質 - 50°F (10分) A C + 1000°F (8時間) A C
 C - β 変質 - 50°F (10分) A C + 1100°F (8時間) A C
 D - β 変質 - 50°F (10分) A C + 1200°F (8時間) A C

YS 降伏強さ
RA 断面積減少

UTS 最終引張り強度
Elong 伸度

【0022】

【表6】

表3の合金の時効化引張り性(2)

Al	Fe	Mo	時効サイクル	UTS, ksi	YS, ksi	%RA	%Elong
2	4	6	A	247.3 248.3	237.5 237.2	5.0 3.9	2.0 4.5
			B	219.5 220.9	209.6 210.7	17.0 11.8	6.6 6.0
			C	193.2 192.2	185.3 184.1	27.7 30.7	8.0 8.0
			D	166.3 165.6	159.7 159.2	41.5 46.1	13.0 13.0
1	5	7	A	244.3 245.6	236.1 237.5	0.0 2.2	0.00 1.0
			B	214.8 216.0	205.8 207.9	9.2 14.0	3.0 6.0
			C	182.2 183.9	175.9 177.9	38.3 34.0	12.0 11.0
			D	162.5 162.9	156.8 157.0	46.4 45.4	17.0 17.0
2	5	7	A	247.3 245.9	239.5 238.3	3.1 8.7	2.0 2.0
			B	219.2 220.0	212.4 213.1	22.0 11.4	8.0 7.0
			C	191.5 190.7	186.3 185.6	34.6 33.5	12.0 12.0
			D	170.3 168.8	165.4 163.6	35.5 39.6	15.0 16.0

時効サイクル

A - β 疣質 - 50F (10分) AC + 900F (24時間) AC
 B - β 疣質 - 50F (10分) AC + 1000F (8時間) AC
 C - β 疣質 - 50F (10分) AC + 1100F (8時間) AC
 D - β 疣質 - 50F (10分) AC + 1200F (8時間) AC

YS 降伏強さ

UTS 最終引張り強度

RA 断面積減少

【0023】表5、表6におけるデータは、直線回帰分析により解析され、式2をえる。

【0024】(式2)

$$\%RA = c(UTS) + b$$

【0025】式2で、c及びbは定数で、UTSは、最終の引張り強度に等しい。各合金に、この特性方程式を作ることで、いかなるUTS水準でも予期された“計算”延性を決定することが可能である。

【0026】表7は、各合金の200ksi引張り強度水準でのそのような計算された延性を提供している。図2は、表7のデータのプロットである。図2のカーブか *40

*ら、均一相処理材料のための図1における延性カーブの場合におけるように、約14.5~15.5のMoEq.範囲内で延性低下が示されていることがみられるであろう。図1に示された均一相処理サンプルとは逆に、MoEq.が16.5を越すとき、延性に僅かな減少があるにもかかわらず、それらは約20.5までの受入れられる延性値である。図1及び2に示されたデータは、発明によるMoEq.の範囲の批判を論証している。

【0027】

【表7】

	<u>200ksi UTS で 計算されたRA%</u> ¹	<u>Mo. Eq.</u> ²
Ti-4Fe-4Mo-1Al-.150 _z	21.1	14.6
Ti-4Fe-4Mo-2Al-.150 _z	32.3	13.6
Ti-4Fe-6Mo-1Al-.150 _z	32.4	16.6
Ti-4Fe-6Mo-2Al-.150 _z	26.2	15.6
Ti-5Fe-7Mo-1Al-.150 _z	24.6	20.5
Ti-5Fe-7Mo-2Al-.150 _z	26.5	19.5

各合金に合う最小2乗法直線を使って表5データから計算¹

$$\% RA = c_1 (UTS) + b \quad (c_1, b = \text{定数})$$

² 表3参照のこと

UTS 最終引張り強度

【0028】発明により、比較的低コストチタン合金の組合せで、自動車コイルスプリングの製造に望まれた性質を与えることが可能であることがわかるであろう。特に、均一相処理条件において、合金はスプリング製造に付随する製造操作に必要な延性を提供する。その後合金は時効化され、マルテンサイト、 α または共析分解生成物への変態の度合に達し、この使用に望まれた増加した*

* 強度を与える。

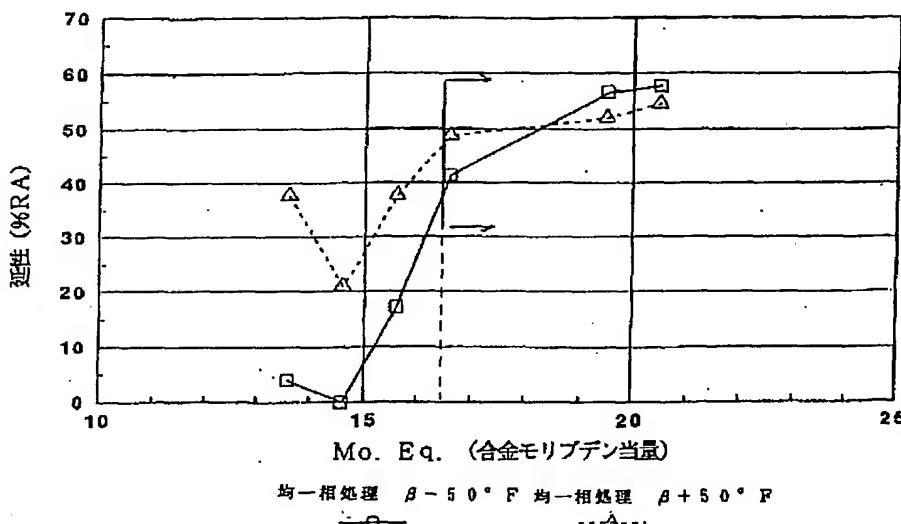
【図面の簡単な説明】

【図1】均一相処理状態における合金サンプルのRA%として、MoEq. の延性への関係を示しているグラフ図である。

【図2】均一相処理及び時効化状態における合金サンプルと延性との関係を示しているグラフ図である。

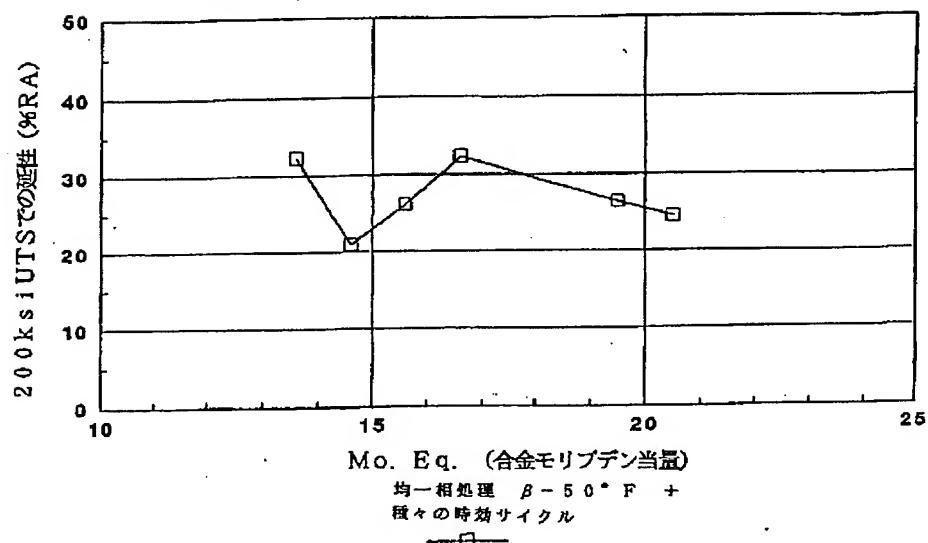
【図1】

実験合金の均一相処理したときの引張りデータ



【図2】

実験合金を均一相処理と時効化処理したときの引張りデータ



フロントページの続き

(72)発明者 ウオーレン エム. パリス
 アメリカ合衆国、ネバダ ラスヴエガス
 サウス 17ス 1708